

Министерство образования и науки РФ

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

УДК 669-179; 669.1.017

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по науке

_____ Кружаев В.В.

«___» _____ 2013

ОТЧЕТ

О НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЙ РАБОТЕ

В рамках выполнения п.2.1.2.1 Плана реализации мероприятий Программы развития
УрФУ на 2013 год

ПО ТЕМЕ:

**«Особенности формирования структуры в металлических сплавах при
наноструктурирующей фрикционной обработке и последующем термическом
воздействии»**

(Заключительный)

Зав.кафедрой

(подпись, дата)

А.А. Попов

Научный руководитель

(подпись, дата)

Исполнитель

(подпись, дата)

А.С. Юровских

Екатеринбург 2013

Реферат

1. ФИО автора (ов): Юровских Артем Сергеевич

Yurovskikh Artem Sergeevich

2. Аннотация:

Цель настоящей работы – детальное электронно-микроскопическое изучение особенностей формирования структуры и фазового состава углеродистых и низколегированных сталей, а так же хромоникелевых сплавов (аустенитная сталь и лазерная наплавка) в процессе больших пластических деформаций при фрикционной обработке и последующем термическом воздействии.

В соответствии с современными представлениями одним из важнейших резервов повышения прочности поверхности металлических материалов является создание в них высокодисперсных и нанокристаллических структур оптимизированного состава и уровня дефектности, которое может быть осуществлено современными методами интенсивной поверхностной пластической деформации (ИППД), такими как дробеструйная обработка, ультразвуковая ударная обработка колеблющимся инструментом, дробью или шариками в вакууме, обработка падающими или летящими из пневматической пушки шарами и другие методы. Нанокристаллические структуры (с размером кристаллитов 5-100 нм) могут быть также созданы под действием больших пластических деформаций, реализуемых в условиях внешнего трения (фрикционного воздействия) на поверхности не только пластичных металлических материалов, таких как медь, никель, кобальт, железо и аустенитные стали, но и высокопрочных материалов: аморфный сплав Fe₆₄Co₂₁B₁₅, термоупрочненные (HRC более 62) углеродистые инструментальные, цементированные и высоколегированные стали. Поэтому эффективным методом наноструктурирования поверхностных слоев практически любых металлических материалов является фрикционная обработка, проводимая в условиях трения скольжения, исключающих заметный нагрев поверхности трения.

Фрикционная обработка, позволяющая наноструктурировать в холодном состоянии высокопрочные и труднодеформируемые сплавы, расширяет возможности для углубленного исследования свойств наноструктур деформационного происхождения, которые не могут быть созданы другими методами получения объемных наноструктурных материалов.

Важным преимуществом наноструктурирующей фрикционной обработки является ее применимость для дальнейшего улучшения свойств стальных изделий, подвергнутых поверхностной термической (например, лазерной) упрочняющей обработке, а также возможность кардинального повышения теплостойкости простых углеродистых сталей до уровня теплостойкости высоколегированных полутеплостойких сталей.

Полученные в ходе исследования результаты могут быть использованы при разработке современных технологий создания наноматериалов функционального назначения с повышенными эксплуатационными характеристиками,

обеспечивающими прогнозируемое повышение прочности, износостойкости и теплостойкости деталей и инструмента.

Annotation:

According to the modern representations, surface layer modification is considered to be one of the most important reserves of increased durability and operational performance of metal materials. Considerable improvement in the tribological properties of metal materials can be achieved by the formation of a highly dispersed structural state in their bulk or surface layers using severe plastic deformation methods. For example, the rise of the wear resistance and the diminishing of the coefficient of friction of low-carbon steel are achieved by the nano-structuring of the surface layer with ultrasonic treatment using metal balls [Wang, Z.B., Tao, N.R., Li, S., Wang, W., Liu, G., Lu, J., and Lu, K., Effect of Surface Nanocrystallization on Friction and Wear Properties in Low Carbon Steel, Mater. Sci. Eng. A, 2003, vol. 352, nos. 1–2, pp. 144–149.].

Frictional treatment by indenters made of hard materials carried out under the sliding friction conditions that eliminate the severe heating of the surface being treated is an effective way to form functional nanocrystalline layers with enhanced strength and tribological characteristics on steel surfaces [Makarov, A.V., Nanostructuring Friction Treatment of Carbon and Low-Alloyed Steels, in Perspektivnye materialy. Tom IV: Uchebnoe posobie (Perspective Materials. Vol. 4: A Tutorial), Merson, D.L., Ed., Tolyatti: Tolyatti Gos. Univ., 2011, pp. 123–207.]. Unlike bulk deformation methods, frictional treatment makes it possible to form the nanostructure of not only soft and ductile, but also high strength and hardly deformed materials, including quenched steels.

Nanocrystalline structure formation under frictional treatment sufficiently well covered for soft material like copper, pure iron and austenitic steels. However, in scientific periodic literature a consecutive process of nanostructures formation under the influence of a large plastic deformation in hardly deformed materials (like carbon steels, high alloyed steels and thermo-strengthened steels) was not considered so far. The aim of present research is to eliminate this deficiency.

The study will clarify the modified surface layer structure and properties dependence on friction treatment and heat treatment parameters. Obtained data can be used in the development of modern functional-grade nanomaterials with the raised operational characteristics, providing predicted increase of durability, wear resistance and heat resistance of parts and the tools.

3. Ключевые слова: фрикционная обработка, деформационно-термическая обработка, наноструктурирование, поверхностные слои, эксплуатационные характеристики.

Keywords: friction treatment, strain-heat treatment, nanostructuring, surface layers, operational characteristics.

4. Тема отчета: Особенности деформирования и разрушения при статическом и циклическом нагружении закаленной конструкционной стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической наноструктурирующей обработке

Содержание отчета

Реферат	2
Основная часть	5
1. Материал и методика эксперимента	5
2. Экспериментальные результаты и их обсуждение.....	6
3. Заключение	20
Литература	21

Основная часть

1. Материал и методика эксперимента

Образцы из стали 50 (0,51 %С) подвергали закалке от 850°C в масло индустриальное И-12 (закалка в масло предотвращала появление закалочных трещин). После закалки проводили комбинированную деформационно-термическую обработку, включающую фрикционную обработку с последующим отпуском в вакууме при температуре 350°C (выдержка 1 ч). Фрикционную обработку рабочей части (25×7 мм) плоских образцов толщиной 2,7 мм осуществляли на воздухе при сканировании (с поперечным смещением) сферическим индентором из твердого сплава ВК-8 с радиусом полусферы 2,5 мм при нагрузке 588 Н и средней скорости скольжения 0,026 м/с (рис. 1). Для механических испытаний плоские образцы подвергали фрикционной обработке с двух сторон. Для сравнения термической и комбинированной деформационно-термической обработок часть образцов после закалки подвергали отпуску при 350°C в течение 1 ч.

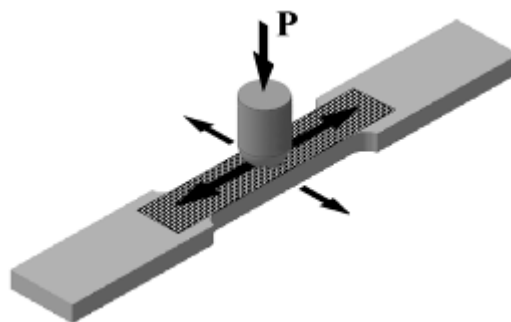


Рис. 1

Механические испытания на статическое и циклическое растяжение проводили на установке Instron 8801. Циклическое нагружение проводили с контролируемой величиной общей деформации $\varepsilon_{\text{общ}} = 2\varepsilon_a = \varepsilon_{\text{упр}} + \varepsilon_{\text{пл}} = 0,022$ (ε_a – амплитуда полной деформации цикла; $\varepsilon_{\text{упр}}$ – амплитуда упругой деформации цикла; $\varepsilon_{\text{пл}}$ – амплитуда пластической деформации цикла), коэффициентом асимметрии цикла $R_\varepsilon = 0$ (знакопостоянное отнулевое растяжение), изменением амплитуды деформации цикла по пилообразному закону, частотой нагружения 0,5 Гц. При этом испытания осуществляли таким образом, чтобы коэффициенты асимметрии цикла как по деформации (R_ε), так и по напряжению (R_σ) оставались равны нулю на протяжении всего процесса нагружения ($R_\sigma = R_\varepsilon = 0$). Испытывали образцы с количеством циклов нагружения N равным 10, 50, 200, 900 и 1200. Величину накопленной пластической деформации рассчитывали по формуле $\varepsilon_\Sigma = \ln(l_k/l_0)$, где l_0 – расчетная длина образца; l_k – длина рабочей части образца после циклического нагружения. Дополнительно два образца были доведены до разрушения, при этом число циклов до разрушения составило $N_p = 455$ для образца, подвергнутого термической обработке (закалка + отпуск 350°C), и $N_p = 1265$ для образца, подвергнутого закалке и комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск 350 °C).

Поверхности образцов изучали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с применением микроскопа Tescan VEGA II XMU. Параметры шероховатости поверхности образцов определяли с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100 на 5 участках размерами 42,5×55,8 мкм. Профилограммы поверхности образцов после циклического нагружения получали со всей рабочей длины образцов вдоль оси нагружения на участке шириной 0,88 мм. Исследование тонкой структуры осуществляли

методом электронной просвечивающей микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL JEM-2100 с применением одностороннего и двустороннего механического и электролитического утонения заготовок (фольг). Микротвердость измеряли на микротвердомере Leica VMHT при нагрузке на индентор 0,245 Н. Ширину рентгеновской линии (110) α определяли на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD-7000 в Cr-K α излучении.

Микротвердость по методу восстановленного отпечатка определяли на приборе Leica VMHT AUTO при нагрузке 0,245 Н, скорости нагружения 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с. Кинетическое микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,245 Н, времени нагружения 5 сек, выдержке при нагрузке 20 сек и времени разгрузки 5 сек. Согласно стандарту ISO 14577 определяли максимальную глубину вдавливания индентора h_{\max} и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки h_p , контактный модуль упругости E^* ($E^* = E/(1-\nu^2)$, где E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона), твердость вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} , твердость по Мартенсу HM , работу обратной упругой деформации вдавливания W_e и общую механическую работу вдавливания W_t . Погрешность характеристик микротвердости и микроиндентирования по 10...12 измерениям определяли с доверительной вероятностью $p=0,95$.

2. Экспериментальные результаты и их обсуждение

2.1. Влияние комбинированной деформационно-термической обработки на шероховатость поверхности, структуру, микротвердость и механические характеристики закаленной стали 50

В результате комбинированной деформационно-термической обработки (фрикционная обработка + отпуск 350°C) на образцах закаленной стали 50 формировалась выглаженная поверхность с параметрами шероховатости $Ra=0,04$ мкм и $Rz=0,28$ мкм (рис. 2, а, в). На рассматриваемой поверхности трения наблюдали следы пластического отеснения материала в виде небольших продольных впадин и выступов при отсутствии микротрещин усталостного характера (малоцикловая фрикционная усталость) [24], которые, в частности, возникали после фрикционной обработки отожженной низкоуглеродистой стали [10, 11]. Это обусловлено выбором параметров фрикционной обработки, при которых обеспечивается эффективное упрочнение поверхностного слоя, а поврежденность металла, вызванная большой пластической деформацией [25], еще не достигает приводящих к разрушению материала критических значений. На поверхности встречаются также светлые частицы (см. рис. 2, а), которые представляют собой материал индентора (сплав ВК-8, состоящий из карбидов вольфрама и кобальтовой связи), перенесенный на поверхность стали в процессе фрикционного нагружения [11, 26].

Поверхность стали 50, подвергнутой только термической обработке (закалка + отпуск 350 °C), имеет типичный для электрополированной поверхности сглаженный рельеф с ямками травления (рис.2, б, г) и характеризуется значительно большей шероховатостью: $Ra=0,11$ мкм и $Rz=1,05$ мкм.

Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии в тонком поверхностном слое закаленной стали 50 в результате комбинированной деформационно-термической обработки возникает относительно однородная дисперсная структура (рис. 3, а) со средним размером кристаллов α -фазы, не превышающем, как правило, 100 нм (рис. 3, б). Представленная на рис. 3, а микроэлектроннограмма в виде почти сплошного кольца, образованного близко расположенными рефlekсами от отдельных кристаллитов, свидетельствует об их большеугловых разориентировках. Следовательно рассматриваемая

структура может быть отнесена к нанокристаллическим структурам, а комбинированная деформационно-термическая обработка, формирующая указанную структуру, является наноструктурирующей обработкой.

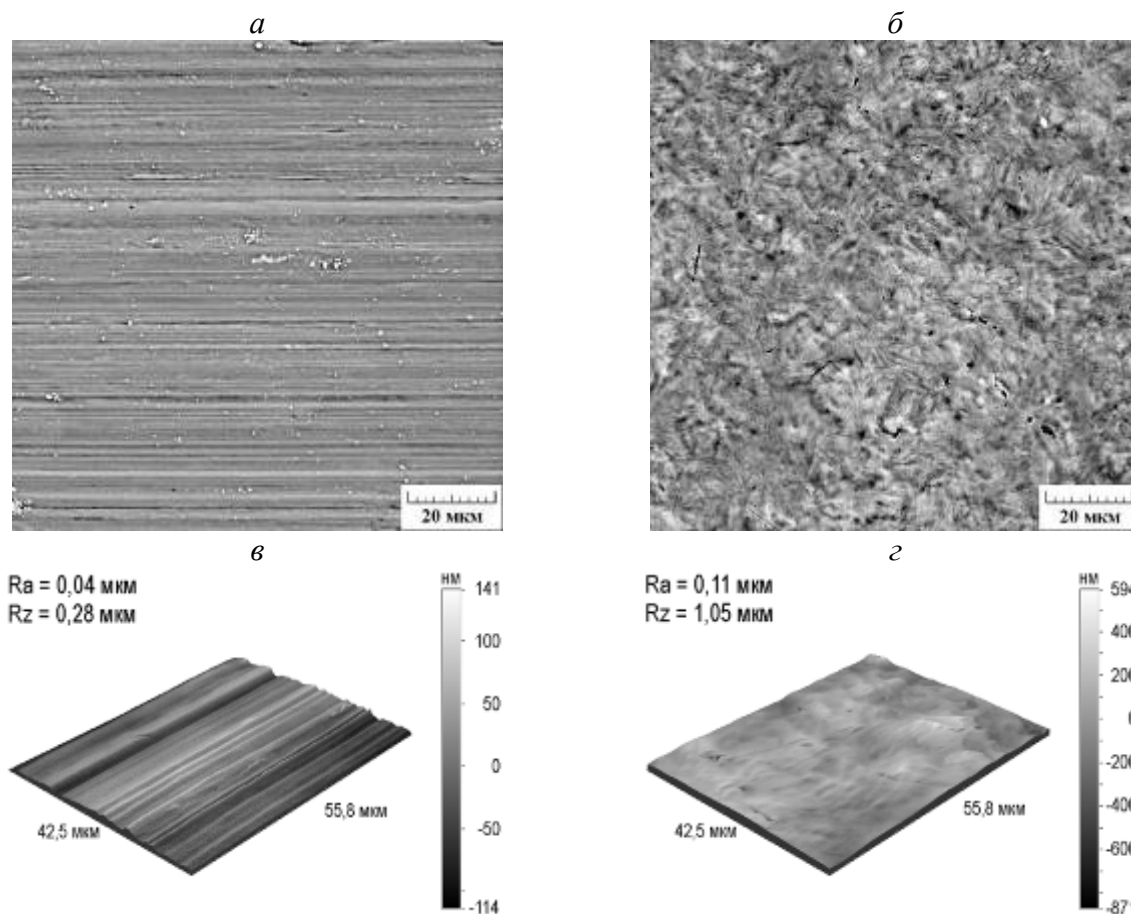


Рис. 2

В работах [27, 28] показано, что первоначально нанокристаллическая структура образуется при фрикционной обработке закаленной стали 50 в тонком (5-8 мкм) слое, который примыкает непосредственно к поверхности и претерпевает наибольшую пластическую деформацию под действием трения. Высокие контактные сжимающие напряжения, возникающие перед фронтом движущейся микронеровности, где металл деформируется в условиях сдвига под давлением, создают условия для реализации в тонком слое ротационной пластичности [29, 30]. В условиях деформации по схеме «сдвиг – поворот», когда наряду с трансляционными модами действуют также поворотные (ротационные) моды деформации [2, 31, 32], происходит фрагментация исходной структуры пластинчатого и пакетного мартенсита закаленной стали 50 с последующими относительными разворотами фрагментов, в результате чего формируются их тонкие большеугловые границы, образованные частичными дисклинациями [33, 34]. Развитию ротационного механизма деформации способствовал достаточно высокий коэффициент трения ($f=0,3$) в процессе фрикционной обработки, которая проводилась без использования смазочно-охлаждающей жидкости. Как показывает конечно-элементное математическое моделирование [11, 25, 35], в накоплении пластической деформации при воздействии скользящим индентором определяющую роль играет сдвиговая компонента деформации и, соответственно, с увеличением коэффициента трения возрастает величина накопленной в поверхностном слое деформации.

Отпуск при 350°C (1 ч) вызывает некоторый рост размеров кристаллитов α -фазы, однако дисперсность структуры сохраняется на достаточно высоком уровне (см. рис. 3, а,

б). Наблюдаемое в результате отпуска снижение плотности дислокаций внутри кристаллитов и уменьшение азимутального уширения рефлексов α -фазы на микроэлектроннограмме (сравни данные [27] и рис. 3, а) свидетельствуют о протекании процессов возврата. Это проявляется и в уменьшении при отпуске интегральной ширины рентгеновской линии $(110)\alpha$ стали, подвергнутой фрикционной обработке от 72,0 мин до 37,5 мин (табл. 1). Однако указанные структурные изменения обуславливают лишь относительно небольшое (от 1060 до 1000 HV0,025) снижение микротвердости упрочненной фрикционной обработкой стали после отпуска при 350 °С (см. табл. 1). В работах [27, 28] показано, что при фрикционной обработке закаленной стали 50 максимальные уровни микротвердости и ширины рентгеновской линии наблюдаются непосредственно на поверхности материала, где достигается наибольшая степень накопленной пластической деформации [11, 25]. Наиболее интенсивное уменьшение микротвердости подвергнутой фрикционной обработке стали происходит в слое толщиной ~30 мкм, а общая толщина упрочненного фрикционной обработкой слоя у образца, закаленного в масле, составляет ~220 мкм [28].

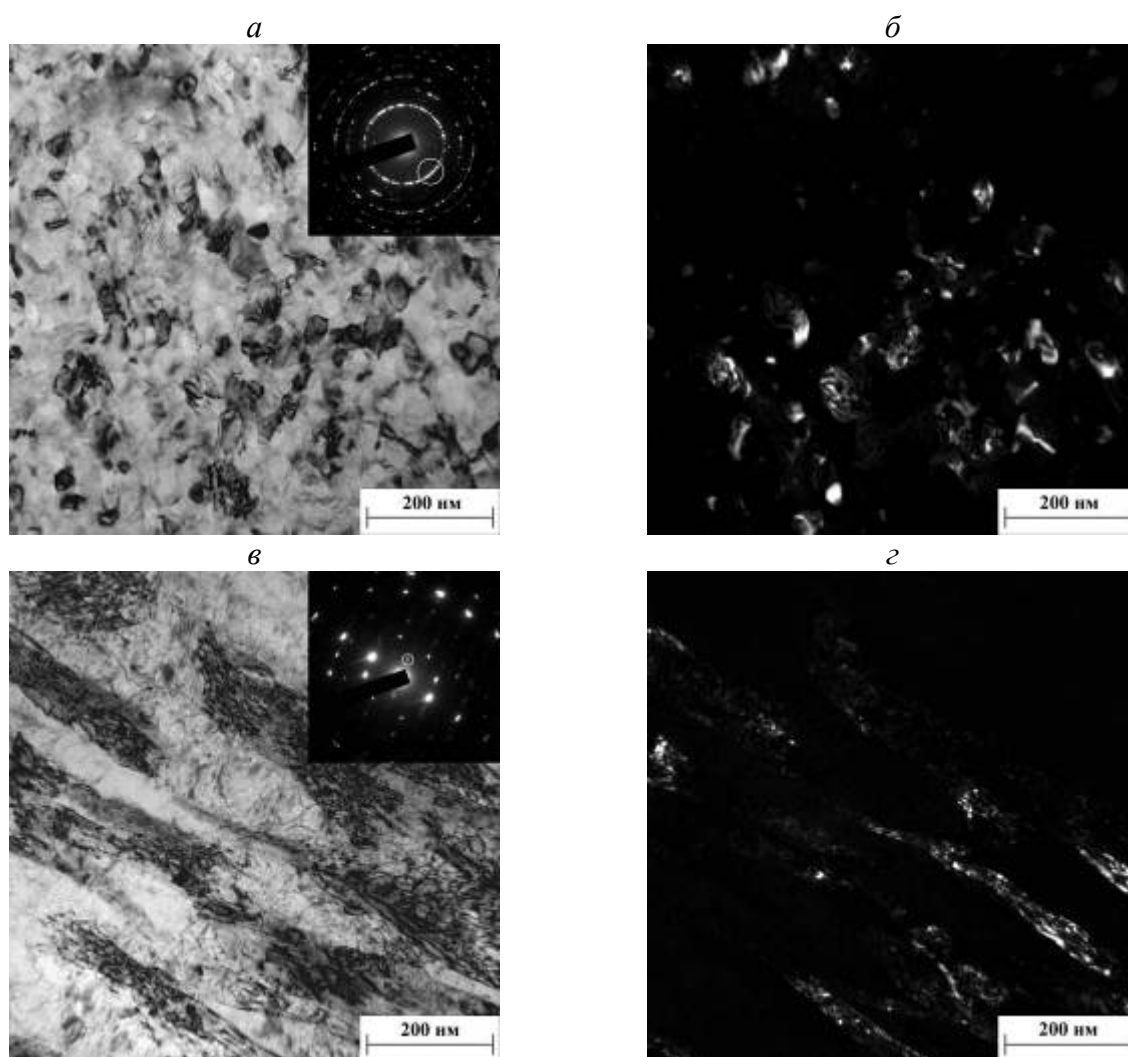


Рис. 3

Рис. 3, в показывает, что после стандартной термической обработки (закалка + отпуск 350°С) в стали 50 возникает типичная крупнокристаллическая структура отпущенного мартенсита, сохранившего морфологические признаки исходной закаленной структуры, состоящей из пакетного и пластинчатого мартенсита [27, 28]. На темнопольном изображении в карбидном рефлексе видно (рис. 3, г), что в результате

часового отпуска при температуре 350°C по границам и внутри мартенситных кристаллов выделяется цементит Fe_3C в виде вытянутых (рейкообразных) и округлых выделений. По сравнению с рассмотренным случаем в деформированной фрикционной обработкой закаленной стали процессы выделения и роста частиц цементита при отпуске сильно замедлены [23], поскольку энергия взаимодействия атомов углерода с дислокациями в деформационно состаренном нанокристаллическом мартенсите превышает энергию взаимодействия атомов углерода с атомами железа в ϵ -карбиде (0,27 эВ) и силы связи атомов в цементите (0,4-0,8 эВ) [36]. Тормозящее влияние больших деформаций на карбидообразование проявляется в наличии лишь очень слабых карбидных рефлексов на микроэлектронограмме закаленной стали 50 после комбинированной обработки (см. рис. 3, а).

Таблица 1

Микротвердость HV0,025, интегральная ширина В рентгеновской линии (110) α , прочностные (условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, временное сопротивление разрыву σ_B , напряжение разрушения σ_K) и пластические (равномерное δ_R и общее δ_K удлинение) характеристики при статическом растяжении стали 50 после различных обработок

Обработка	HV0,025	В, мин	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	σ_K , МПа	δ_R , %	δ_K , %
Термическая обработка (закалка+отпуск 350°C)	460±10	30,5	1420	1550	1280	3,2	10,7
Комбинированная деформационно-термическая обработка	1000±30	37,5	1440	1570	1390	2,9	6,9

Из табл. 1 следует, что по сравнению с термической обработкой комбинированная деформационно-термическая обработка приводит к резкому повышению микротвердости поверхности закаленной стали 50 (от 460 до 1000 HV0,025). Это обусловлено не только сильным диспергированием мартенситной структуры (см. рис. 3, а, б), но также протеканием в кристаллах тетрагонального мартенсита деформационного динамического старения, приводящего к закреплению возникающих при фрикционной обработке многочисленных дислокаций сегрегациями из атомов углерода [37]. Более значительная плотность дислокаций в деформированной стали сохраняется и после отпуска при температуре 350 °С, на что указывают повышенное значение интегральной ширины рентгеновской линии α -фазы у стали после деформационно-термической обработки (В=37,5 мин) по сравнению с термической обработкой (В=30,5 мин) (см. табл. 1).

Как следует из табл. 1, комбинированная деформационно-термическая обработка закаленной стали 50 несколько повышает прочностные характеристики по сравнению с термической обработкой: предел текучести и временное сопротивление разрыву возрастают на 20 МПа, напряжение разрушения – на 110 МПа. При этом равномерное удлинение δ_R практически не изменяется, общее удлинение δ_K снижается на 3,8 %, оставаясь при этом достаточно высоким ($\delta_K=6,9$ %). Комбинированная деформационно-термическая обработка оказывает существенное влияние на вид кривой нагружения стали (рис. 4), заключающееся в исчезновении площадки текучести образцов. Это свидетельствует о более равномерном течении образца после комбинированной деформационно-термической обработки на начальном этапе пластического деформирования при статическом растяжении.

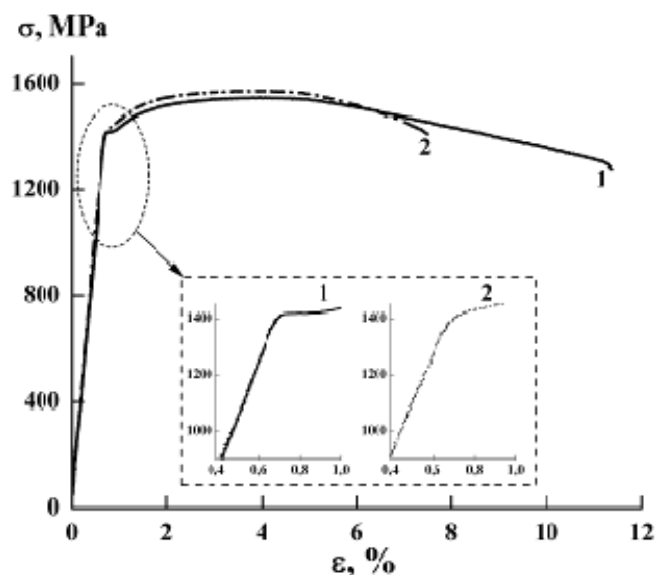


Рис. 4

В табл. 2 приведены данные кинетического индентирования, из которых следует, что в результате комбинированной деформационно-термической обработки стали 50 по сравнению со стандартной термической обработкой происходит уменьшение значений максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора h_{\max} и h_p , рост твердости по Мартенсу НМ (которая учитывает не только пластическую, но и упругую деформации) и твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} . Наблюдается также рост работы обратной упругой деформации вдавливания W_e . Величина W_e зависит от отношения твердости к модулю упругости материала: чем выше это отношение, тем большая работа затрачивается на упругую деформацию и тем большая энергия упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки [38]. Общая механическая работа вдавливания W_t (которая состоит из работы пластической деформации и работы упругого восстановления) после комбинированной деформационно-термической обработки, напротив, снижается (см. табл. 2), поскольку упрочненный с помощью комбинированной обработки поверхностный слой обладает меньшей пластичностью, чем металл, подвергнутый термической обработке, и, соответственно, меньше деформируется при микроиндентировании. Отметим, что комбинированная деформационно-термическая обработка не повлияла на величину модуля контактной упругости E^* стали (см. табл. 2), так как модули упругости металлов и сплавов являются, за редким исключением (например, [39]), структурно малочувствительными свойствами.

На основе измеряемых при индентировании характеристик определяют также параметры, по которым оценивают способность поверхностных слоев различных материалов сопротивляться механическому контактному воздействию и, соответственно, выдерживать эксплуатационные нагрузки. Так, отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости H_{IT}/E^* (удельная контактная твердость) [40, 41] и упругое восстановление $R_e = ((h_{\max} - h_p)/h_{\max}) \times 100\%$ [42] характеризуют упругую деформацию (долю упругой деформации в общей деформации) и, соответственно, способность материала сопротивляться нагружению без пластического деформирования. Отношение H^3/E^{*2} принято считать качественной сравнительной характеристикой сопротивления пластической деформации, поскольку напряжение течения пропорционально указанному отношению ($P_y \sim H^3/E^{*2}$) [43]. Отношения H_{IT}/E^* и H^3/E^{*2} являются универсальными характеристиками, позволяющими сравнивать материалы различных классов, поскольку сопротивление материала механическому воздействию зависит как от его твердости, так и от модуля упругости.

Таблица 2

Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор 0,245 Н образцов из стали 50 после различных обработок

Обработка	h_{\max} , мкм	h_p , мкм	НМ, ГПа	H_{IT} , ГПа	E^* , ГПа	W_e , 10^{-3} мкДж	W_t , 10^{-3} мкДж
Термическая обработка (закалка + отпуск 350°C)	1,48±0,04	1,22±0,04	4,3±0,3	5,5±0,3	225±6	23,2±0,3	117±3
Комбинированная деформационно-термическая обработка	1,14±0,03	0,81±0,03	7,3±0,4	10,9±0,6	223±7	32,9±0,6	94±3

Данные табл. 3 показывают, что параметры R_e , H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} существенно возрастают после комбинированной обработки. Следовательно по сравнению с термической обработкой наноструктурирующая деформационно-термическая обработка закаленной стали 50 существенно повышает стойкость поверхности к механическому воздействию. Это свидетельствует о способности наноструктурированного слоя выдерживать в условиях эксплуатации более значительные контактные нагрузки без пластического деформирования и последующего разрушения.

Таблица 3

Зависимости упругого восстановления R_e , отношений H_{IT}/E^* , H_{IT}^3/E^{*2} от вида обработки образцов из стали 50

Обработка	R_e , %	H_{IT}/E^*	H_{IT}^3/E^{*2} , ГПа
Термическая обработка (закалка+отпуск 350°C)	17,6	0,024	0,003
Комбинированная деформационно-термическая обработка	28,9	0,049	0,026

2.2. Влияние комбинированной деформационно-термической обработки на особенности деформирования и разрушения закаленной стали 50 в процессе циклического нагружения

Рис. 5 показывает, что при использованном режиме циклического нагружения с контролируемой величиной общей деформации $\varepsilon_{\text{общ}}=0,022$ (рис. 5, а) накопление пластической деформации в образцах, подвергнутых как термической (рис. 5, б, кривая 1), так и деформационно-термической (рис. 5, б, кривая 2) обработкам, происходит лишь на первых двухстах циклах отнулевого растяжения. При дальнейшем увеличении числа циклов нагружения до 900 и 1200 в результате деформационного упрочнения стали дополнительного роста величины накопленной пластической деформации не наблюдается и последующее деформирование происходит лишь в упругой области. Из рис. 5, б следует также, что после деформационно-термической обработки в стали при циклическом нагружении накапливается меньшая максимальная пластическая деформация ($\varepsilon_s=0,0093$, кривая 2), чем после термической обработки ($\varepsilon_s=0,0145$, кривая 1). Это обусловлено наличием на поверхности стали, подвергнутой деформационно-термической обработке, упрочненного при фрикционном воздействии сильно деформированного слоя, обладающего меньшей способностью к пластическому деформированию.

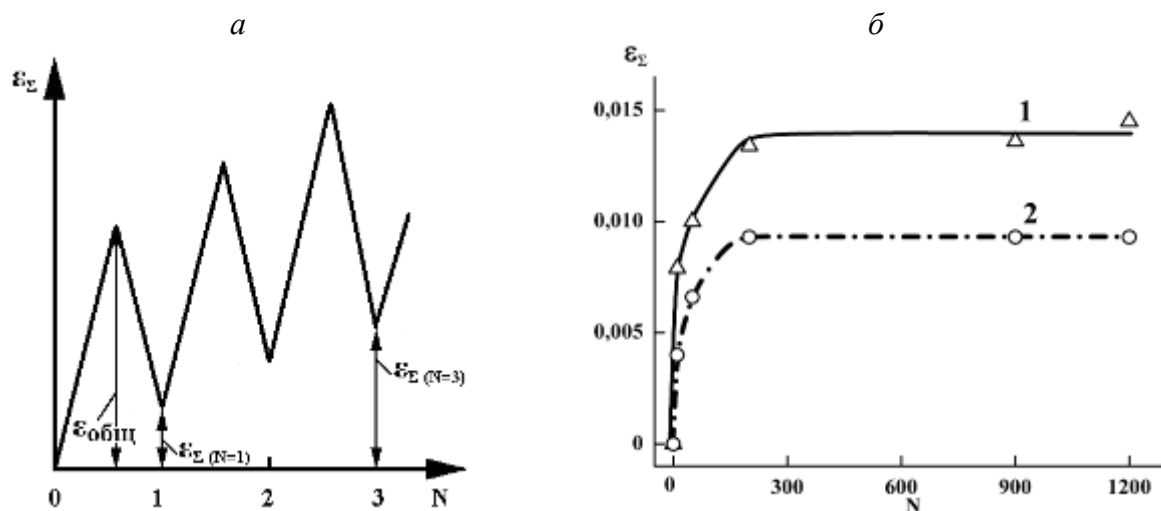


Рис. 5

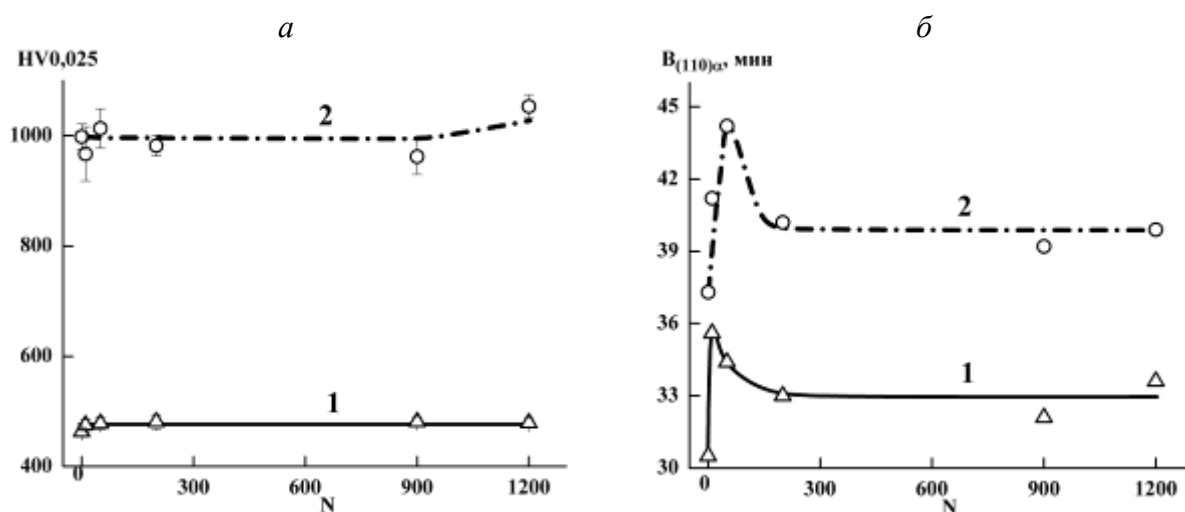


Рис. 6

Рис. 6, а показывает, что в процессе «жесткого» усталостного нагружения (с поддержанием постоянной амплитуды деформации в каждом цикле) микротвердость стали 50 после термической и комбинированной деформационно-термической обработок остается практически постоянной на протяжении всего процесса нагружения. Ширина рентгеновской линии α -фазы стали 50, напротив, существенно изменяется (рис. 6, б). На начальном этапе нагружения (до 10 циклов нагружения у образцов после стандартной термической обработки и до 50 циклов нагружения у образцов после комбинированной обработки) наблюдается резкий рост ширины линии, отражающий повышение плотности дефектов структуры. Затем при нагружении до 200 циклов происходит уменьшение ширины рентгеновских линий, которое может быть связано с насыщением плотности дислокаций и их перераспределением внутри сформировавшихся при циклической деформации дислокационных субструктур [44, 45], а также оттоком дефектов в субмикроскопические нарушения сплошности. При дальнейшем циклическом нагружении ширина линий остается практически постоянной на уровнях ~ 33 мин (образцы после термической обработки) и ~ 40 мин (образцы после комбинированной деформационно-термической обработки), которые превышают значения ширины линий перед циклическим нагружением (см. рис. 6, б). Отметим, что перед циклическим нагружением ширина линии α -фазы стали 50 у образцов, подвергнутых деформационно-термической

обработке, на 7 мин превышала ширину линии у образцов, подвергнутых термической обработке. Указанная разница сохранилась и после циклического нагружения.

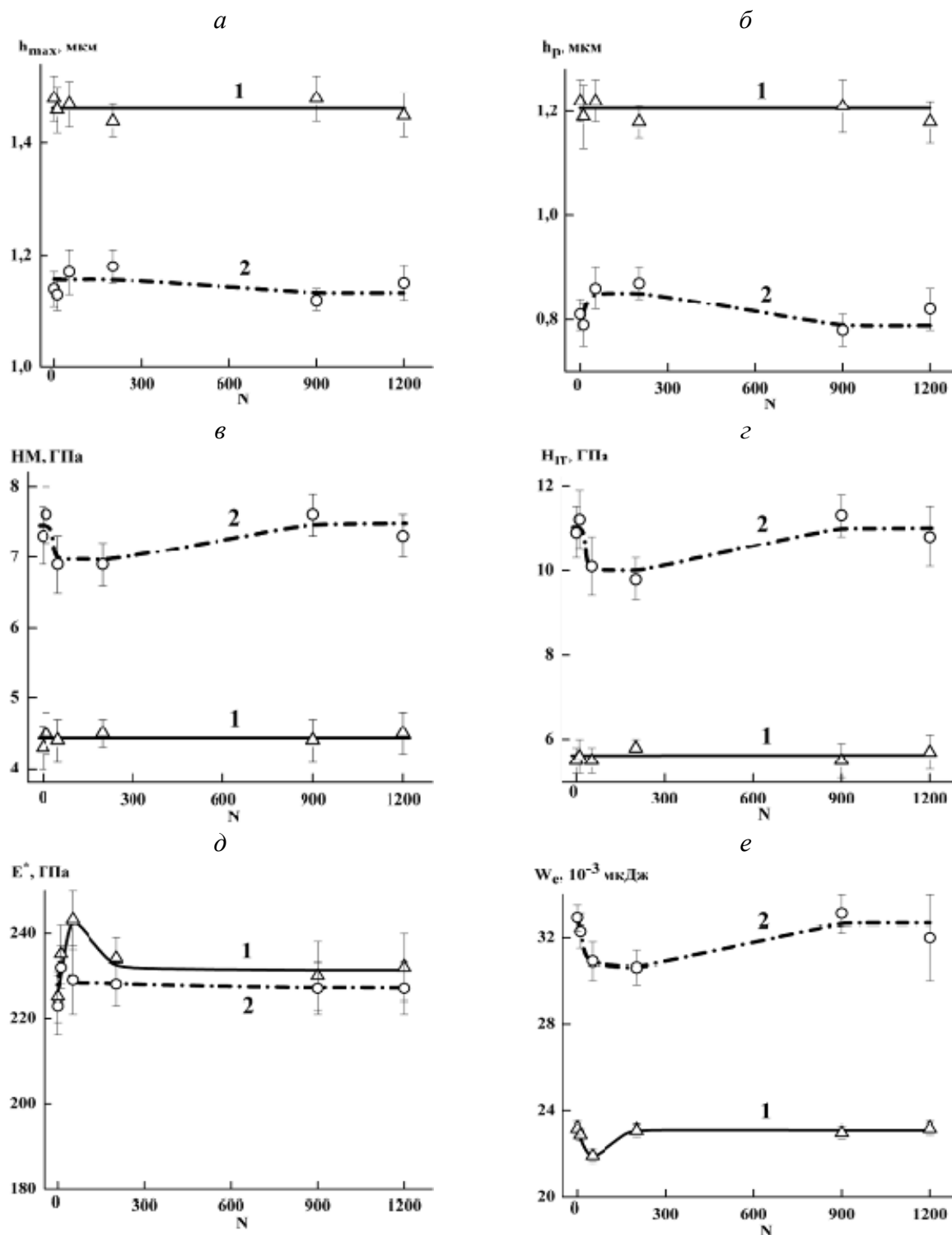


Рис. 7

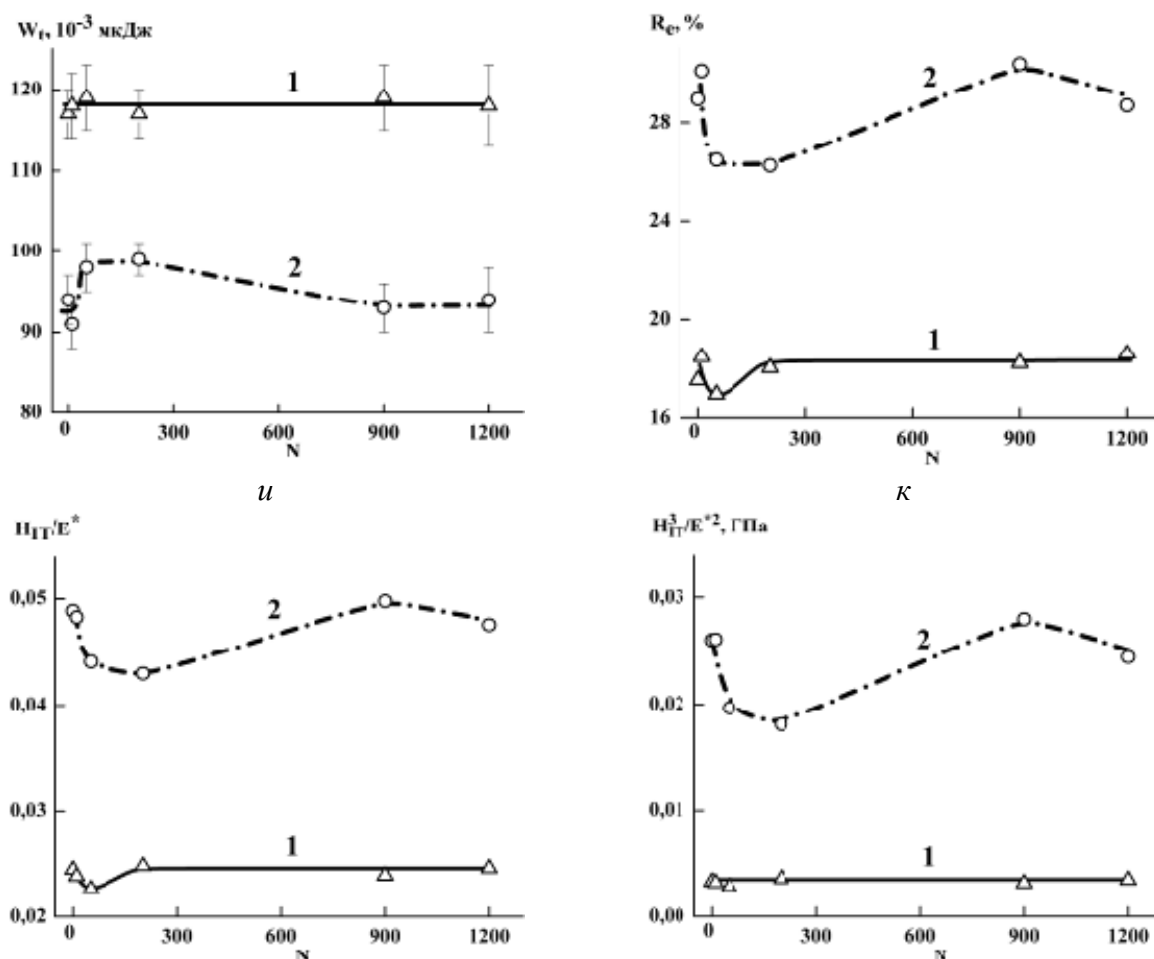


Рис. 7, продолжение

Рассмотрим как при малоцикловом усталостном нагружении меняются характеристики, определяемые при кинетическом микроиндентировании закаленной стали 50. Рис. 7 показывает, что характеристики индентирования во многих случаях слабо изменяются на протяжении всего процесса нагружения, однако изменение некоторых характеристик коррелирует с изменением ширины рентгеновской линии α -фазы (см. рис. 6, б), то есть с изменением плотности дефектов кристаллического строения. Так для стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке, при увеличении числа циклов нагружения до $N=50$ наблюдается заметное снижение прочностных характеристик: твердости по Мартенсу НМ (рис. 7, в, кривая 2) и твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} (рис. 7, з, кривая 2). Одновременно для наноструктурированной поверхности отмечается снижение работы обратной упругой деформации вдавливания W_e (рис. 7, е, кривая 2) (следовательно меньшая работа при деформировании затрачивается на упругую деформацию), упругого восстановления R_e (рис. 7, з, кривая 2), отношений H_{IT}/E^* (рис. 7, и, кривая 2) и H_{IT}^3/E^{*2} (рис. 7, к, кривая 2), а также рост остаточной глубины вдавливания индентора h_p (рис. 7, б, кривая 2) и общей механической работы вдавливания W_t (рис. 7, ж, кривая 2). Это свидетельствует о некотором увеличении пластичности рассматриваемого поверхностного слоя. Такое поведение наноструктурированной поверхности может быть связано с влиянием возникших при циклировании дислокаций на процессы деформирования стали, подвергнутой деформационно-термической обработке.

При дальнейшем нагружении происходит постепенное восстановление характеристик индентирования до первоначальных значений (см. рис. 7). Из рис. 7 следует также, что получаемые в результате комбинированной обработки повышенные (по сравнению с термической обработкой) уровни удельной контактной твердости H_{IT}/E^* , упругого

восстановления R_e , отношения H_{IT}^3/E^{*2} и работы обратной упругой деформации вдавливания W_e сохраняются и после циклического нагружения. Это свидетельствует о сохранении в процессе циклического нагружения более высокой стойкости к контактному воздействию у поверхности, подвергнутой комбинированной обработке.

Изучение на электронном сканирующем микроскопе поверхностей образцов после циклического растяжения показывает, что на электрополированной поверхности образца из стали 50, подвергнутого термической обработке (закалка + отпуск 350 °С), полос локализованной пластической деформации не наблюдается (рис. 8, *а*). Однако уже при числе циклов нагружения $N=10$ на поверхности образца появляется деформационный рельеф (рис. 9, *а*), обусловленный действием в объеме материала сдвиговых и поворотных мод деформации (образуются мезовихри) [46]. Рельеф становится более заметным при числе циклов нагружения $N=50$ (рис. 9, *б*) и отмечается в процессе всего циклического нагружения (рис. 9, *в-е*). После нагружения с числом циклов $N=200$ на поверхности термообработанной стали возникает выраженный деформационный макрорельеф (см. рис. 8, *б*). При числе циклов нагружения $N=200$ и более на поверхности образуются также отдельные протяженные усталостные трещины (рис. 9, *в-д*), которые, по-видимому, являются результатом зигзагообразных сдвигов – мезополос локализованной деформации, распространяющихся по сопряженным направлениям максимальных касательных напряжений [47]. На поверхности термообработанной стали после циклического нагружения появляются также поры (указаны стрелками на рис. 9) как результат релаксации напряжений, создаваемых при образовании мезовихрей [47].

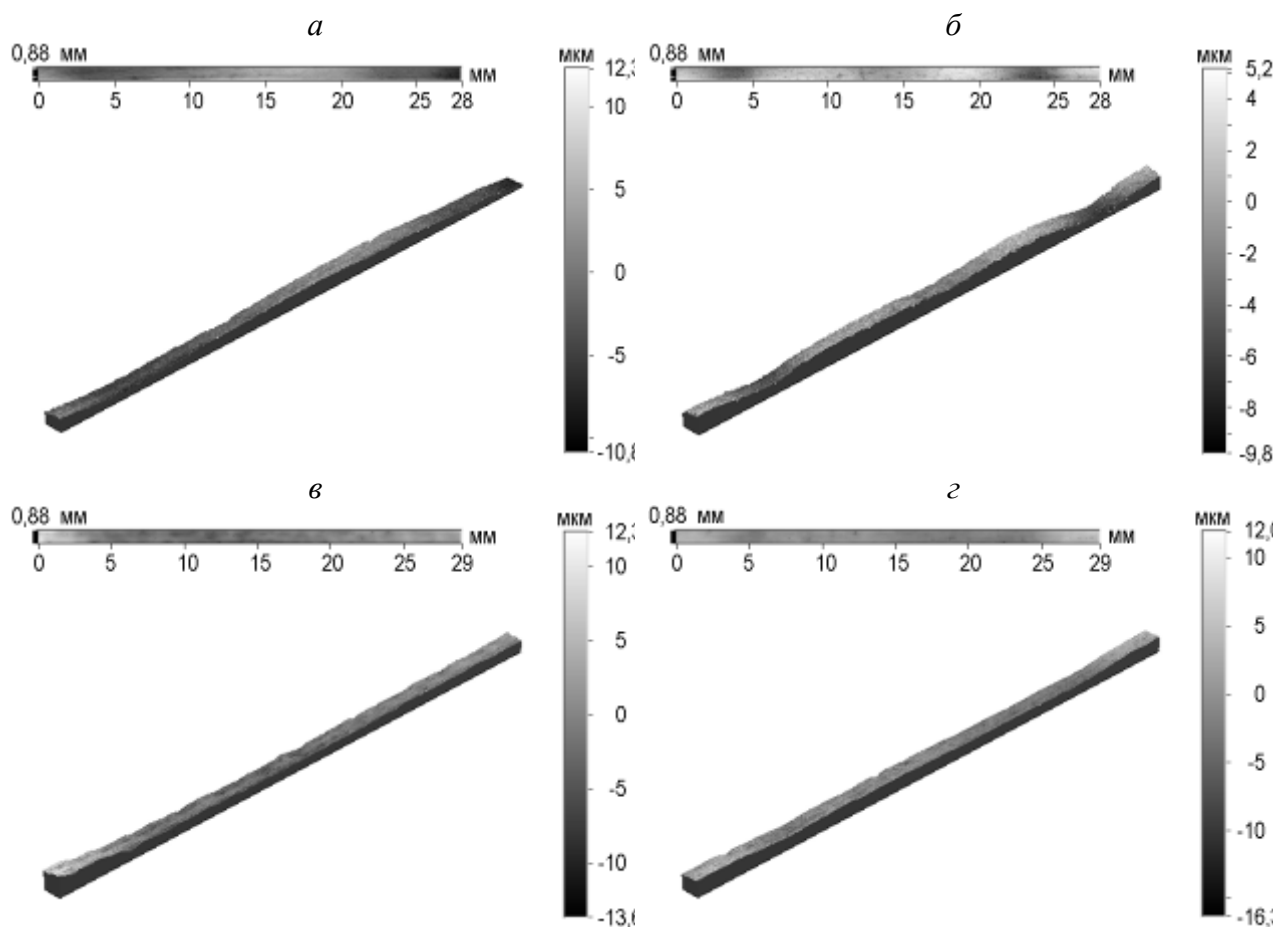


Рис. 8

а

б

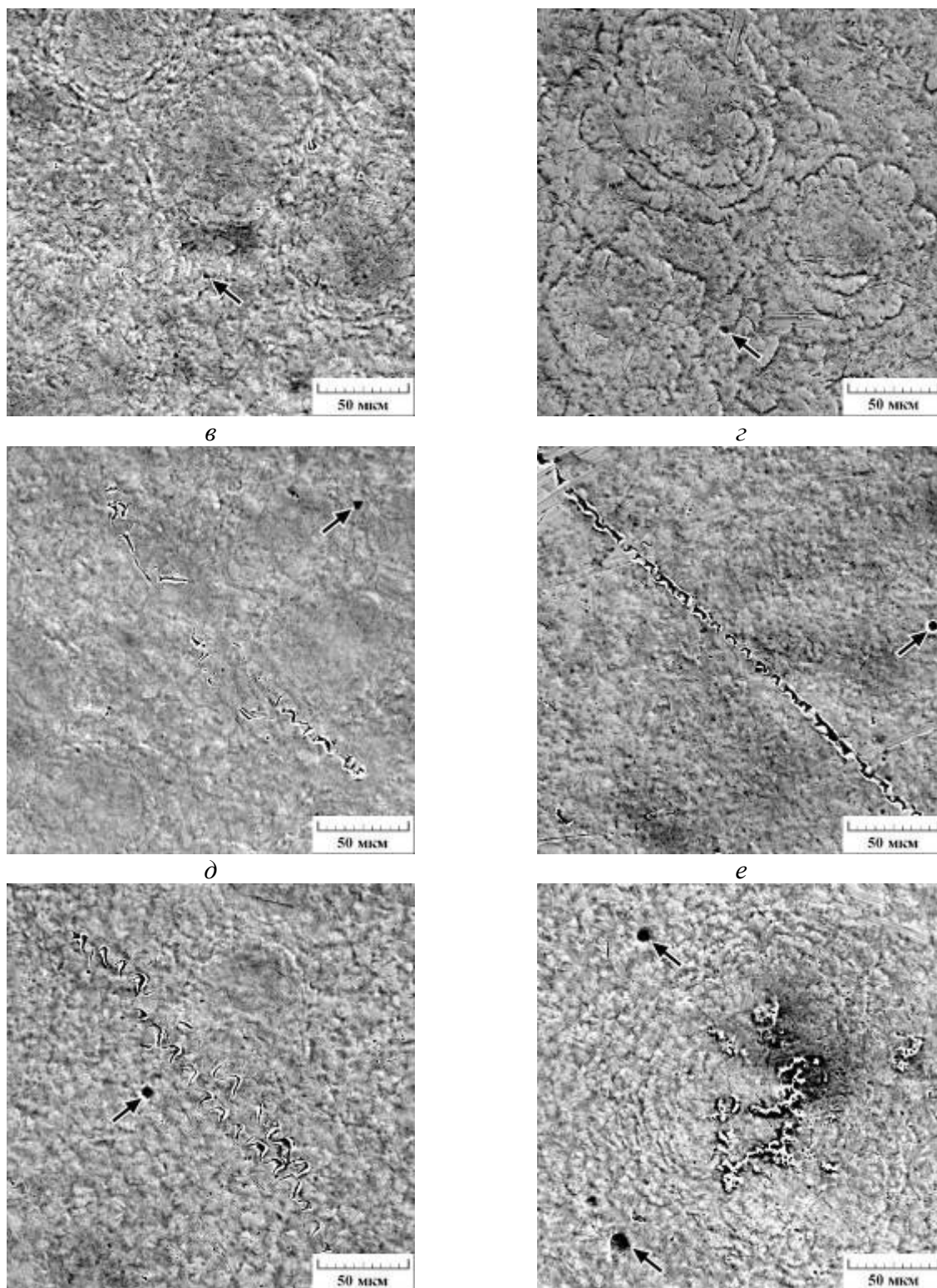


Рис. 9

Отметим, что характер пластического течения стали 50, подвергнутой рассматриваемой термической обработке, отличается от пластического течения отожженной стали Ст3 [10, 11], где деформация при циклическом растяжении на начальном этапе нагружения развивалась путем фронтального распространения одной мезополосы локализованной деформации (полосы Людерса-Чернова) из-за отсутствия в объеме образца распределенных мезоконцентраторов напряжений и, следовательно, ограниченного объема материала, одновременно вовлекаемого в пластическое течение [48, 49]. Это очевидно обусловлено тем, что структура отпущенного мартенсита обладает

существенно большей дисперсностью и, соответственно, более протяженными границами раздела, чем феррито-перлитная структура отожженной стали Ст3. Границы раздела являются концентраторами напряжений, релаксация которых приводит к вовлечению в пластическое течение большего объема материала [50, 51]. При статическом растяжении образца из стали 50, подвергнутого закалке и отпуску при температуре 350 °С, в отличие от образца из отожженной стали Ст3 [10, 11], на кривой деформационного упрочнения отсутствует зуб текучести, а площадка текучести имеет существенно меньшую длину (см. рис. 4, кривая 1).

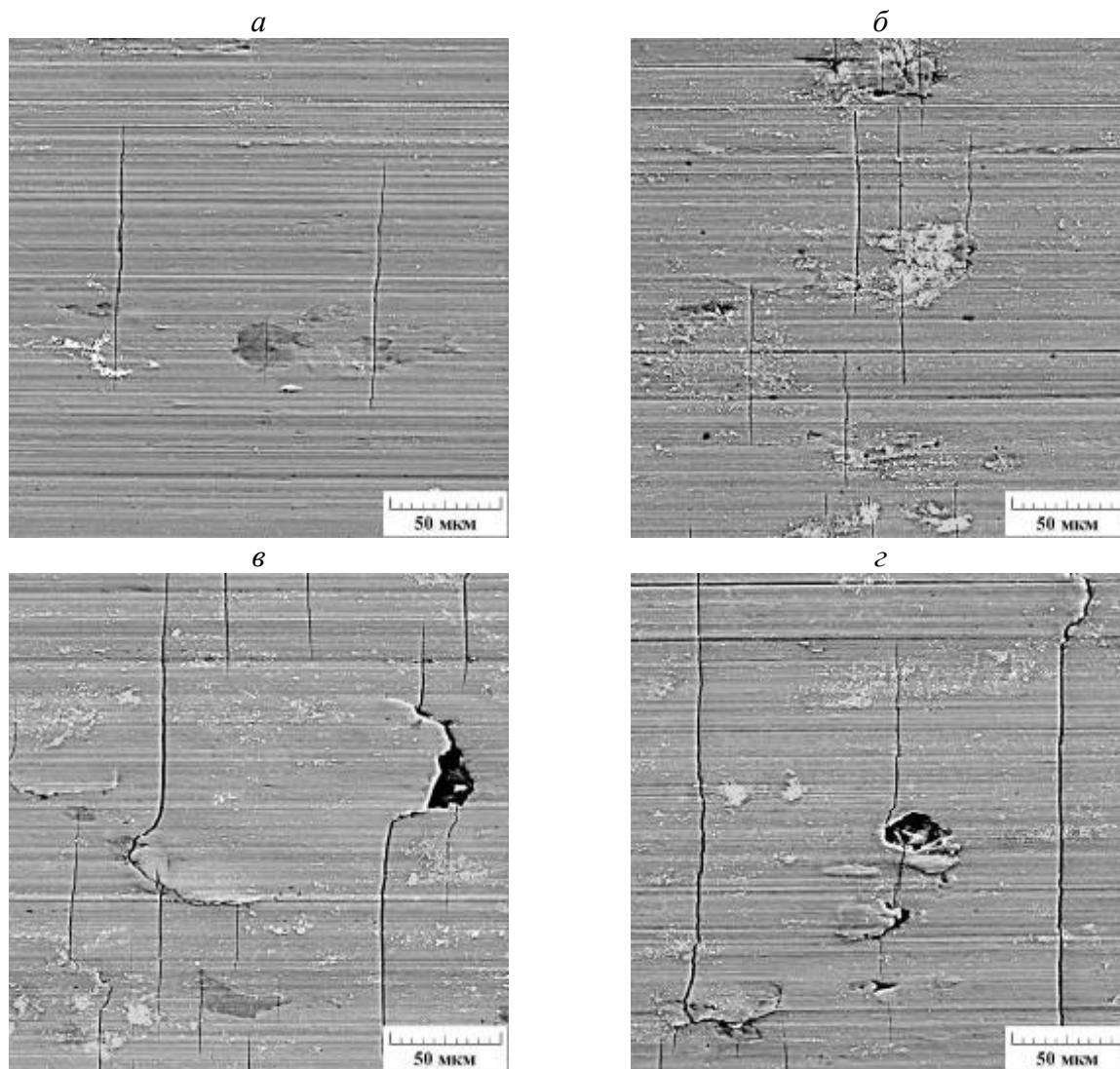


Рис. 10

Рис. 8, в показывает, что на начальном этапе циклического растяжения образцов из закаленной стали 50, подвергнутых деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск 350°С), полос Людерса-Чернова на поверхности также не наблюдается, как и на начальной стадии циклического деформирования термообработанной стали (см. рис. 8, а). Однако на кривой статического нагружения образца, подвергнутого комбинированной деформационно-термической обработке, исчезает площадка текучести (см. рис. 4, кривая 2). Это свидетельствует о вовлечении в процесс деформации большего объема материала по сравнению с образцами, подвергнутыми стандартной термической обработке. При деформировании упрочненных с помощью комбинированной обработки образцов к первичным мезоконцентраторам напряжений добавляются квазипериодические мезоконцентраторы напряжений,

возникающие на границе раздела «поверхностно упрочненный слой – подложка». Релаксация пиковых значений этих напряжений в упрочненном поверхностном слое происходит путем образования квазипериодической системы поверхностных микротрещин [48], которые и наблюдаются на упрочненной комбинированной обработкой поверхности образцов из стали 50 после циклического нагружения уже при числе циклов $N=10$ (рис. 10, *а*). Возникновение трещин на поверхности стали с градиентным поверхностным слоем обусловлено резкими различиями в свойствах металла на поверхности и в основе образцов.

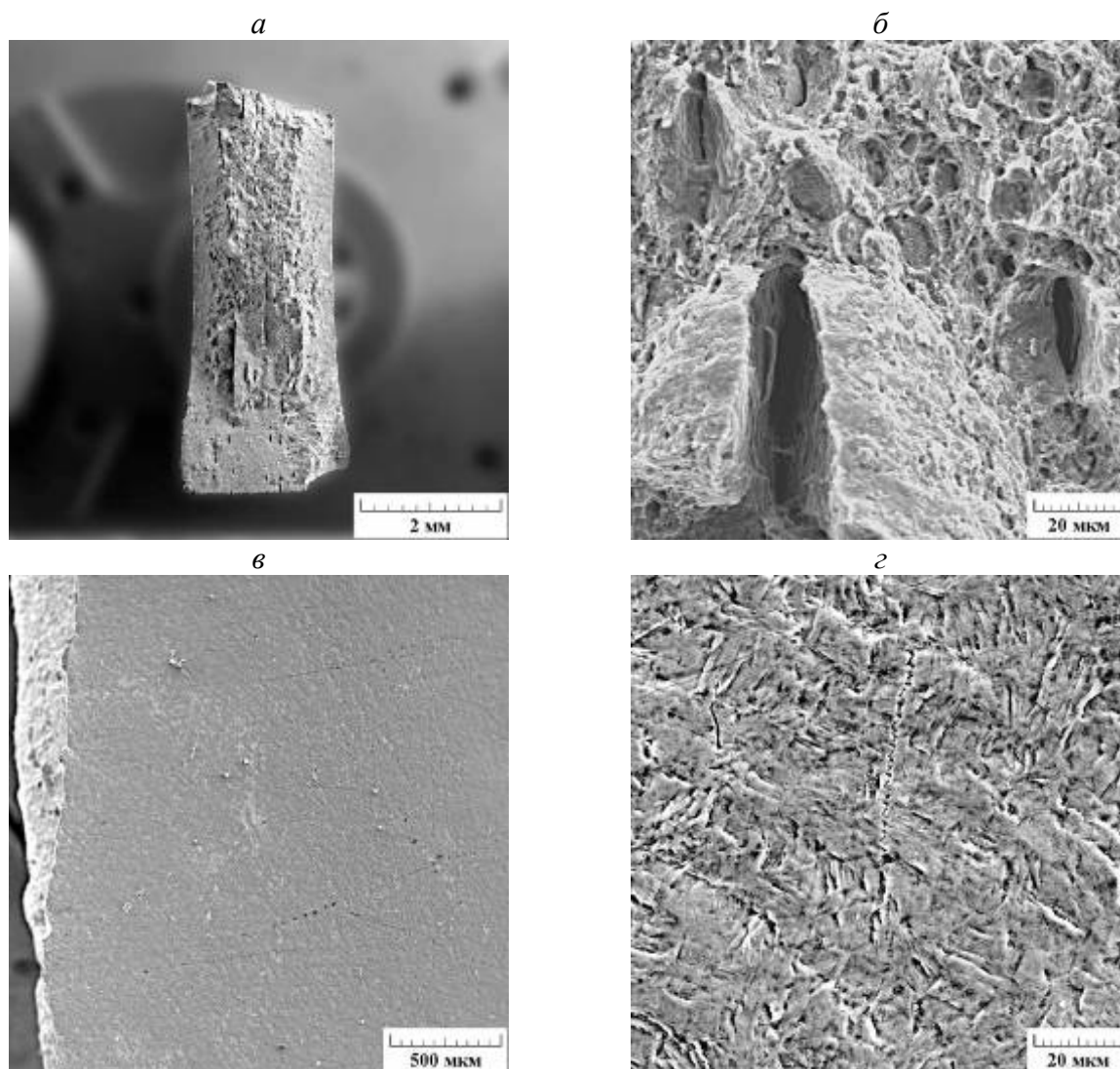


Рис. 11

С увеличением числа циклов нагружения количество возникающих под действием нормальных напряжений микротрещин и их протяженность постепенно увеличиваются (рис. 10, *б-г*). Однако при этом упрочненный поверхностный слой полностью не разрушается (не отслаивается) на протяжении всего процесса усталостного нагружения ($N=10-1200$ циклов) и сохраняет высокую способность сопротивляться деформированию, о чем свидетельствуют повышенные значения микротвердости, удельной контактной твердости, упругого восстановления, работы обратной упругой деформации вдавливания у наноструктурированной поверхности (см. рис. 7, кривые 2). Указанный упрочненный слой препятствует возникновению при циклическом нагружении не только деформационного рельефа в виде мезовихрей (см. рис. 10), но и деформационного макрорельефа (рис. 8, *г*), которые характерны для поверхности термообработанной стали

(см. рис. 8, б; 9). Отмеченное подавление образования деформационного рельефа на поверхности стали, подвергнутой комбинированной обработке, свидетельствует о более равномерном течении металла с наноструктурированным поверхностным слоем при циклическом нагружении.

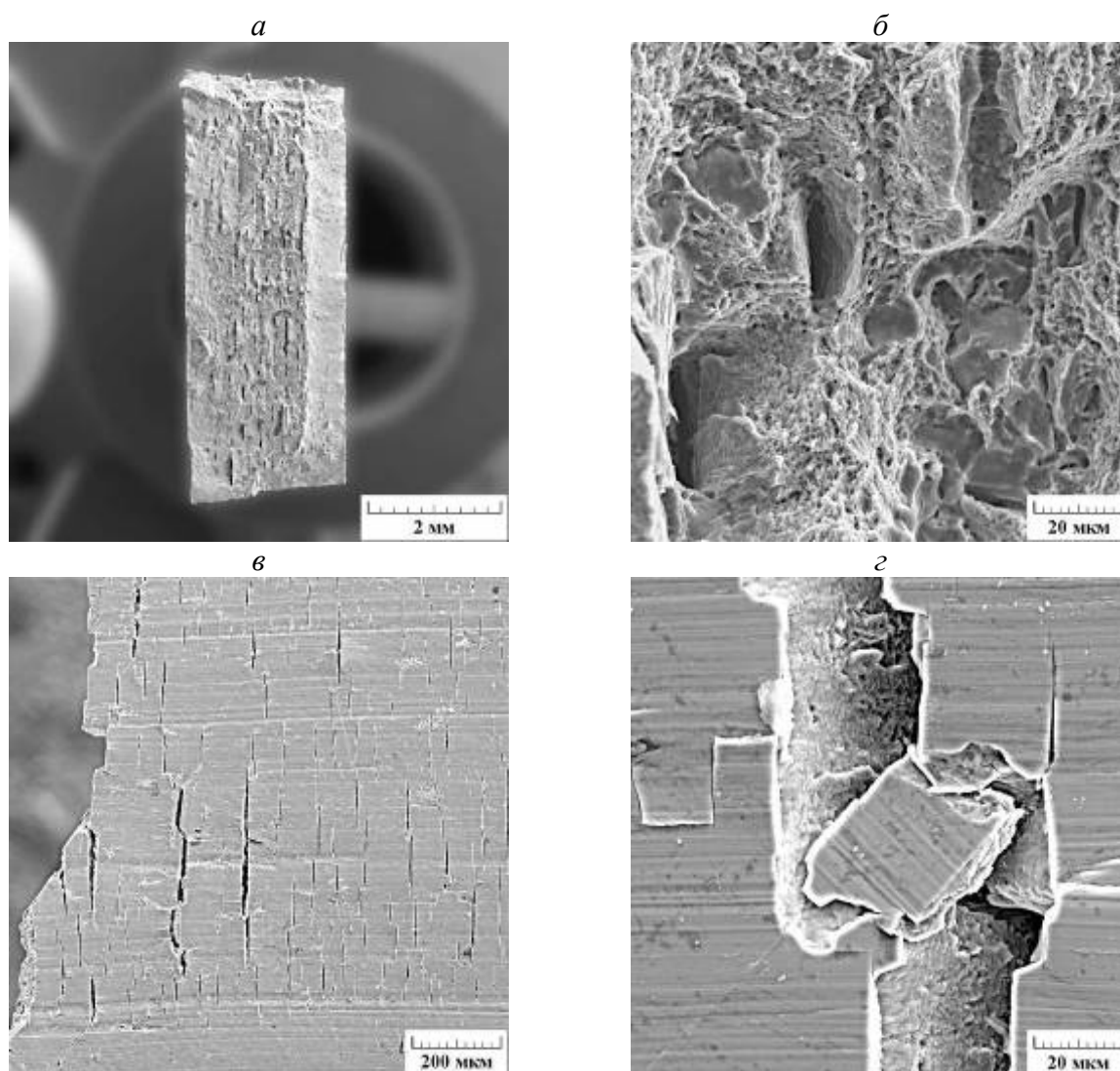


Рис. 12

В работе [52] установлена возможность вихретокового контроля начальных стадий трещинообразования при циклическом нагружении закаленной стали 50, подвергнутой рассматриваемой деформационно-термической обработке.

На рис. 11, 12 представлены результаты исследования образцов, подвергнутых циклическому нагружению в области малоциклового усталости вплоть до разрушения. Из этих данных видно, что образец из закаленной стали 50, подвергнутый комбинированной деформационно-термической обработке (рис. 12, а), продеформировался в зоне излома более равномерно, чем образец, подвергнутый стандартной термической обработке (рис. 11, а). При этом механизм разрушения в зоне стабильного роста трещины у образцов, подвергнутых как термической, так и комбинированной деформационно-термической обработкам, носит смешанный характер и представляет собой квазискол в сочетании со слиянием микропор (рис. 11, б; 12, б). Следовательно, упрочненный в результате комбинированной деформационно-термической обработки поверхностный слой не приводит к охрупчиванию материала основы образца в ходе стабильного роста трещины при циклическом растяжении. Качественно подобные результаты наблюдали и при

испытаниях на статическое растяжение, когда значения равномерного удлинения образцов после стандартной и комбинированной обработок оказались весьма близкими (см. табл. 1). Однако исследование боковых поверхностей образцов вблизи усталостного излома (рис. 11, в, г; 12, в, г) показало, что поверхностные микротрещины, наблюдаемые на упрочненной комбинированной обработкой поверхности образцов из стали 50 после циклического нагружения, способствуют разрушению материала при доломе (рис. 12, в). Вблизи излома при раскрытии указанных трещин происходят также развороты отдельных фрагментов упрочненного поверхностного слоя (рис. 12, г).

3. Заключение

Установлено, что комбинированная деформационно-термическая обработка закаленной стали 50 (0,51 % С) по оптимальному режиму, включающему фрикционную обработку скользящим твердосплавным индентором с последующим отпуском при температуре 350°C и обеспечивающему конструкционной стали хороший комплекс износостойкости, прочности и пластичности является наноструктурирующей обработкой. Данная комбинированная обработка изменяет характер развития пластического течения материала при деформировании в условиях статического и циклического нагружения по сравнению с обычной термической обработкой (закалка + отпуск при 350 °С), делая его более равномерным. При статическом растяжении комбинированная обработка приводит к исчезновению площадки текучести на кривой нагружения и, соответственно, к более равномерному течению образца на начальном этапе пластического деформирования.

В условиях циклического растяжения в результате комбинированной обработки происходит подавление образования деформационного рельефа, обусловленного действием в объеме материала сдвиговых и поворотных мод деформации и связанных с ними зигзагообразных сдвигов – мезополос локализованной деформации, распространяющихся по сопряженным направлениям максимальных касательных напряжений и приводящих к образованию протяженных усталостных трещин. При «жестком» циклическом нагружении закаленной стали, подвергнутой деформационно-термической обработке, возникают только обусловленные действием нормальных напряжений трещины, количество которых увеличивается с ростом числа циклов нагружения. При этом упрочненный наноструктурированный поверхностный слой не разрушается полностью (не отслаивается) на протяжении всего процесса усталостного нагружения и сохраняет повышенную способность сопротивляться механическому контактному воздействию, о чем свидетельствуют результаты микроиндентирования.

Механические испытания, электронная сканирующая микроскопия и профилометрия выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН. Электронная просвечивающая микроскопия реализована на оборудовании Лаборатории структурных методов анализа материалов и наноматериалов ЦКП УрФУ.

Литература

1. Панин В.Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел // Физическая мезомеханика. – 1999. – Т.2. – №6. – С.5–23.
2. Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. – Томск: Томск. Политех. Ун-т, 2008. – 286 с.
3. Chen X.H., Lu J., Lu L., Lu K. Tensile properties of a nanocrystalline 316L austenitic stainless steel // Scripta Materialia. – 2005. – V.52. – No.10. – P.1039–1044.
4. Roland T., Retraint D., Lu K., Lu J. Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment // Scripta Materialia. – 2006. – V.54. – No.11. – P.1949–1954.
5. Mordyuk B.N., Prokopenko G.I. Ultrasonic impact peening for the surface properties' management // Journal of Sound and Vibration. – 2007. – V.308. – No.3–5. – P.855–866.
6. Nalla R.K., Altenberger I., Noster U., Liu G.Y., Scholtes B., Ritchie R.O. On the influence of mechanical surface treatments – deep rolling and laser shock peening – on the fatigue behavior of Ti–6Al–4V at ambient and elevated temperatures // Materials Science and Engineering: A. – 2003. – V.355. – No.1-2. – P.216–230.
7. Torres M.A.S., Voorwald H.J.C. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel // International Journal of Fatigue. – 2002. – V.24. – Is.8. – P.877–886.
8. Макаров А.В. Наноструктурирующая фрикционная обработка углеродистых и низколегированных сталей // В кн. Перспективные материалы. Том IV: Учебное пособие / Под ред. Д.Л. Мерсона: – Тольятти: ТГУ, 2011. 434 с. – Глава 3. С.123–208.
9. Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Влияние лазерной обработки на структуру, износостойкость и усталостные свойства высокопрочного чугуна // Физика и химия обработки материалов. – 2006. – №4. – С.46–55.
10. Макаров А.В., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю., Поздеева Н.А. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на механические свойства и особенности деформирования при статическом и циклическом нагружении низкоуглеродистой стали // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – №1. – С.92–102.
11. Makarov A.V., Savrai R.A., Pozdejeva N.A., Smirnov S.V., Vichuzhanin D.I., Korshunov L.G., Malygina I.Yu. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension // Surface and Coatings Technology. – 2010. – V.205. – No.3. – P.841–852.
12. Макаров А.В., Поздеева Н.А., Саврай Р.А., Юровских А.С., Малыгина И.Ю. Влияние фрикционной и комбинированных деформационно-термических обработок на трибологические и механические свойства закаленной конструкционной стали // Известия Самарского научного центра Российской Академии Наук. – 2011. – Т.13. – №4(3). – С.799–804.
13. Hanlon T., Kwon Y.-N., Suresh S. Grain size effects on the fatigue response of nanocrystalline metals // Scripta materialia. – 2003. – V.49. – P.675–680.
14. Mughrabi H., Höppel H.W., Kautz M. Fatigue and microstructure of ultrafine-grained metals produced by severe plastic deformation // Scripta materialia. – 2004. – V.51. – No.8. – P.807–812.
15. Панин А.В., Клименов В.А., Почивалов Ю.И., Сон А.А. Влияние состояния поверхностного слоя на механизм пластического течения и сопротивление деформации малоуглеродистой стали // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т.4. – №4. – С.85–92.

16. Панин А.В., Леонтьева-Смирнова М.В., Чернов В.М., Панин В.Е., Почивалов Ю.И., Мельникова Е.А. Повышение прочностных характеристик конструкционной стали ЭК-181 на основе многоуровневого подхода физической мезомеханики // Физическая мезомеханика. – 2007. – Т.10. – №4. – С.73–86.
17. Roland T., Retraint D., Lu K., Lu J. Enhanced mechanical behavior of a nanocrystallised stainless steel and its thermal stability // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – V.445–446. – P.281–288.
18. Wang J.T., Xu C., Du Z.Z., Qu G.Z., Langdon T.G. Microstructure and properties of a low-carbon steel processed by equal-channel angular pressing // Materials Science and Engineering: A. – 2005. – V.410–411. – P.312–315.
19. Астафурова Е.Г., Захарова Г.Г., Найденкин Е.В., Рааб Г.И., Добаткин С.В. Структура и механические свойства низкоуглеродистой феррито-перлитной стали 10Г2ФТ после интенсивной пластической деформации и последующих высокотемпературных отжигов // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т.13. – №4. – С.91–101.
20. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Саврай Р.А., Колобылин Ю.М., Коган Л.Х., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю. Магнитный и вихретоковый контроль закаленной конструкционной стали, подвергнутой комбинированным деформационно-термическим обработкам // Дефектоскопия. – 2012. – №12. – С. 3–18.
21. Патент РФ № 2194773. Способ обработки стальных изделий / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, А.Л. Осинцева. Опубликовано в БИМП. 2002, № 35.
22. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Солодова И.Л. Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – №3. – С.57–62.
23. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Саврай Р.А., Давыдова Н.А., Малыгина И.Ю., Черненко Н.Л. Влияние длительного нагрева на термическое разупрочнение, химический состав и эволюцию нанокристаллической структуры, сформированной в закаленной высокоуглеродистой стали при фрикционной обработке // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Т. 115 (в печати).
24. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
25. Вичужанин Д.И., Макаров А.В., Смирнов С.В., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю. Напряженно-деформированное состояние и поврежденность при фрикционной упрочняющей обработке плоской стальной поверхности скользящим цилиндрическим индентором // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2011. – №6. – С.61–69.
26. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Выходец В.Б., Куренных Т.Е., Саврай Р.А. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали // Физика металлов и металловедение. – 2010. – Т.110. – №5. – С.530–544.
27. Макаров А.В., Поздеева Н.А., Саврай Р.А., Юровских А.С., Малыгина И.Ю. Повышение износостойкости закаленной конструкционной стали наноструктурирующей фрикционной обработкой // Трение и износ. – 2012. – Т.33. – №6. – С.444–455.
28. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Саврай Р.А., Колобылин Ю.М., Коган Л.Х., Юровских А.С., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю. Особенности магнитного и вихретокового контроля закаленной конструкционной стали, упрочненной наноструктурирующей фрикционной обработкой // Дефектоскопия. – 2012. – №11. – с.3–13.
29. Korshunov L.G., Makarov A.V., Chernenko N.L. Ultrafine Structures Formed upon Friction and Their Effect on the Tribological Properties of Steels // The Physics of Metals and Metallography, 2000. – V.90. – S.1. – P.S48–S58.
30. Коршунов Л.Г., Шабашов В.А., Черненко Н.Л., Пилюгин В.П. Влияние напряженного состояния зоны фрикционного контакта на формирование структуры поверхностного

- слоя и трибологические свойства сталей и сплавов // Физика металлов и металловедение. – 2008. – Т.105. – №1. – С.70–85.
31. *Кориунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л.* Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства / В кн. Развитие идей академика В.Д.Садовского. – Екатеринбург, 2008. – С.218-241.
 32. *Кузнецов В.П., Никонов А.Ю., Дмитриев А.И., Псахье С.Г., Макаров А.В.* Исследование механизмов наноструктурирования поверхностного слоя при пластическом деформировании скользящим индентором. Моделирование на атомном масштабе // Физическая мезомеханика. – 2012. – Т.15. – №3. – С.59–69.
 33. *Владимиров В.И.* Проблемы физики трения и изнашивания / В сб. науч. тр. Физика износостойкости поверхности.– Л., 1988. – С.8–41.
 34. *Лихачев В.А., Панин В.Е., Засимчук Е.Э.* Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации. – Киев: Наукова Думка, 1989. – 320 с.
 35. *Кузнецов В.П., Смолин И.Ю., Дмитриев А.И., Коновалов Д.И., Макаров А.В., Кирыков А.Е., Юровских А.С.* Конечно-элементное моделирование наноструктурирующего выглаживания // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т.14. – №6. – С.87–97.
 36. *Гаврилюк В.Г.* Распределение углерода в стали. – Киев: Наукова думка, 1987. – 208 с.
 37. *Макаров А.В., Кориунов Л.Г.* Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой // Известия Вузов. Физика. – 2004. – №8. – С.65–80.
 38. *Oliver W.C., Pharr J.M.* An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // Journal of Materials Research. – 1992. – V.7. – No.6. – P.1564–1583.
 39. *Саврай Р.А., Макаров А.В., Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Егорова Л.Ю.* Модуль упругости перлитной стали и его изменение при циклическом нагружении // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – №7. – С.15–19.
 40. *Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П.* Установление предельных значений твердости, упругой деформации и соответствующего напряжения материалов методом автоматического индентирования // Материаловедение. – 2008. – №8. – С.15–21.
 41. *Cheng Y.T., Cheng C.M.* Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // Applied Physics Letters. – 1998. – V.73. – No.5. – P.614–618.
 42. *Петржик М.И., Штанский Д.В., Левашов Е.А.* Современные методы оценки механических и трибологических свойств функциональных поверхностей // Матер. Х Междун. науч.-техн. конф. «Высокие технологии в промышленности России». – М.: ЦНИТИ «Техномаш», 2004.– С.311-318.
 43. *Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J.* Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // Surface and Coatings Technology. – 2003. – V.174–175. – P.725–731.
 44. *Klesnil M., Lukáš P.* Fatigue of metallic materials. Second Edition / Materials science monographs (Vol. 71).– Elsevier, 1992.– 270 p.
 45. *Терентьев В.Ф.* Усталостная прочность металлов и сплавов. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 288 с.
 46. *Клименов В.А., Панин С.В., Безбородов В.П.* Исследование характера деформации на мезомасштабном уровне и разрушения композиции «газотермическое покрытие – основа» при растяжении // Физическая мезомеханика. – 1999. – Т.2. – №1–2. – С.141–156.
 47. *Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф.* Стадийность многоуровневого развития усталостных трещин как нелинейного автоволнового процесса поворотного типа // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т.13. – №6. – С.13–25.
 48. *Панин В.Е., Слосман А.И., Антипина Н.А., Литвиненко А.В.* Влияние внутренней структуры и состояния поверхности на развитие деформации на мезоуровне малоуглеродистой стали // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т.4. – №1. – С.105–110.

49. Дударев Е.Ф., Почивалова Г.П., Бакач Г.П. Масштабные уровни потери сдвиговой устойчивости на стадии зарождения, формирования и распространения полос Людерса-Чернова // Физическая мезомеханика. – 1999. – Т.2. – №1–2. – С.105–114.
50. Панин В.Е., Плешанов В.С., Гриняев Ю.В., Кобзева С.А. Формирование периодических мезополосовых структур при растяжении поликристаллов с протяженными границами раздела // Прикладная механика и техническая физика. – 1998. – Т.39. – №4. – С.141–147.
51. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В., Моисеенко Д.Д. Природа локализации пластической деформации твердых тел // Журнал технической физики. – 2007. – Т.77. – В.8. – С.62–69.
52. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Саврай Р.А., Коган Л.Х., Юровских А.С., Колобылин Ю.М., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А. Влияние комбинированной деформационно-термической обработки на особенности электромагнитного контроля усталостной деградации закаленной конструкционной стали // Дефектоскопия (в печати).